

# GH5188 高温合金组织特征及冷热加工 过程组织演变

高亚伟<sup>1</sup>, 董建新<sup>1</sup>, 姚志浩<sup>1</sup>, 张麦仓<sup>1</sup>, 牛永吉<sup>2</sup>

(1. 北京科技大学, 北京 100083)

(2. 北京北冶功能材料有限公司, 北京 100192)

**摘要:** 为了给控制生产工艺、优化产品性能提供理论参考, 利用 SEM、EDS 和 Thermo-Calc 热力学软件研究了 GH5188 钴基高温合金生产加工过程中的组织演变及热处理工艺。结果表明: GH5188 合金主要相组成为  $\gamma$  相、 $M_6C$  和  $M_{23}C_6$ , 采用 1200 °C/20 h 的均匀化制度可明显消除铸态组织偏析; 热轧态组织晶粒细小且有大量碳化物沿着轧向平行析出; 冷轧态组织晶粒扭曲变形严重, 颗粒状  $M_6C$  为主要析出相。当退火温度高于 1170 °C 时, 晶界处的二次碳化物基本回溶, 再结晶晶粒能够正常长大。

**关键词:** GH5188; 组织特征; 组织演变; 热处理工艺

**中图分类号:** TG132.3+2

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2017)10-2922-07

GH5188 合金是一种固溶强化型钴基高温合金, 它以碳化物为主要强化相。相比于镍基高温合金, 该合金具有更好的抗蠕变性能、抗热腐蚀性能、抗热疲劳性能和高温强度<sup>[1]</sup>。在 20 世纪 80 年代, GH5188 合金被应用于涡轴八航空发动机的涡流板、火焰导向器等部件; 目前, 部分航空发动机选用 GH5188 合金板材制备燃烧室内壁、外壁、封严片等高温部件<sup>[2]</sup>。

GH5188 合金作为一种变形钴基高温合金, 显微组织简单。由于碳化物较稳定, 固溶时不能完全溶入基体, 而时效析出的强化相容易在使用过程中进一步过时效, 所以也不宜进行时效处理<sup>[3]</sup>。冷轧带材是 GH5188 合金的常用产品之一, 合金原料经冶炼铸锭, 再经过均匀化处理、开坯锻造、热轧、多道次冷轧和中间退火处理, 最终以固溶态交货。

但在生产过程中, GH5188 合金铸锭存在明显的显微偏析, 导致其加工塑性差, 无法直接进行开坯。同时, 铸锭组织不均匀也不易于在热加工时得到充分破碎, 会影响热加工性能<sup>[4]</sup>。而 GH5188 合金冷加工硬化速度快和再结晶温度高的特点将使冷加工过程变得困难, 容易产生裂纹等缺陷。为了给实际生产中确定和控制 GH5188 的生产工艺、优化产品性能提供理论参考, 本工作研究了生产过程中 GH5188 合金的铸态组织及其均匀化工艺, 对后续热轧、冷轧加工过程组织的演变进行了观察分析, 并研究了其中间退火处

理工艺。

## 1 实验

本实验的材料为 GH5188 合金, 合金经真空感应加电渣重熔冶炼, 成分如表 1 所示。随后再经均匀化、开坯并热轧、冷轧成板带材。

在铸锭心部位置切取尺寸为 15 mm×15 mm×10 mm 的长方体试样进行铸态组织分析, 用 EDS 分析元素偏析情况, 并使用热力学计算软件 Thermo-Calc 计算分析合金中可能析出的平衡相, 以及凝固过程的相组成与元素再分配规律。使用热力学模拟计算软件 DICTRA 进行均匀化工艺研究, 将试样分别在 1140、1160、1180、1200、1220 °C 进行均匀化扩散退火保温 10、20、30 h。铸态组织和均匀化研究中观察枝晶所用的电解侵蚀剂为王水甘油 (甘油:HCl:HNO<sub>3</sub>=5:3:1, 电压 5 V, 时间 10 s)。

表 1 实验合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of experiment alloys (wt%)

C	Si	Mn	Cr	Ni	B	W	Fe	Co
0.10	0.33	0.66	20.71	25.59	0.005	13.73	1.57	Bal.

收稿日期: 2016-10-21

基金项目: 国家高技术研究发展计划(“863”计划)(2013AA031005)

作者简介: 高亚伟, 男, 1991 年生, 硕士生, 北京科技大学材料科学与工程学院, 北京 100083, 电话: 010-62332884, E-mail: gaoyw1991@163.com

从生产过程中的 4 mm 热轧板、0.5 mm 冷轧带(轧下率 29%) 和分别经过 1080 °C 退火、1100 °C 退火、1080 °C 退火+1170 °C 气淬、1230 °C 退火的 0.5 mm 冷轧退火带材上切取 10 mm×10 mm 的板带状试样, 对 RD-ND 面的轧制态与退火态组织进行观察分析, 结合热力学平衡相图研究不同退火温度对冷轧态组织的影响。轧制态组织和退火态组织研究中所用的侵蚀剂为硫酸铜-盐酸溶液(1.5 g CuSO<sub>4</sub>, 40 mL HCl, 20 mL C<sub>2</sub>H<sub>5</sub>OH)。

## 2 结果与分析

### 2.1 铸态组织及均匀化工艺研究

#### 2.1.1 铸态组织

电渣重熔铸锭的枝晶生长方向是沿中心法线方向, 为观察到完整枝晶, 在试样纵截面进行金相制备与观察。在金相显微镜和扫描电子显微镜下观察铸锭心部试样的组织如图 1 所示。

由图 1a 可看出, 合金枝晶的形貌很明显, 一次枝晶干粗大, 沿着一次枝晶干周围有二次枝晶干生长, 在枝晶间发现大量的析出相。在扫描电子显微镜下观察, 发现析出物主要分布在晶界和晶内的枝晶间处。通过能谱仪分析析出相的成分, 如表 2 所示。

图 1b 中析出物有白亮相与灰色相 2 种, 白亮相多呈块状或颗粒状, 且没有明显边界包围, 分布于晶界和晶内; 灰色相呈块状且有明显边界包围, 多孤立

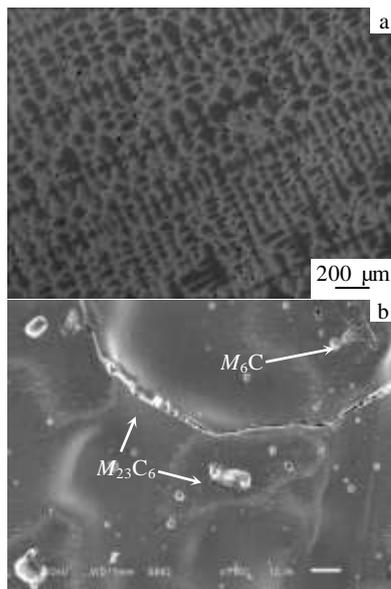


图 1 GH5188 合金纵截面的铸态组织

Fig.1 Images of longitudinal section of as-cast GH5188 ingots at center: (a) OM dendrite morphology and (b) SEM

microstructure

表 2 GH5188 合金铸锭析出相的成分

Table 2 Chemical composition of precipitate phases in GH5188

ingots (ω%)							
Phase	C	Si	Cr	Fe	Co	Ni	W
M <sub>6</sub> C	4.49	0	32.01	0.50	15.52	7.23	39.85
M <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	1.27	0	68.59	0.65	10.64	5.84	12.87

分布在晶内。由能谱分析结果(表 2)可知, 白亮相富含 Cr, 为 M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>, 而灰色相则富含 W, 为 M<sub>6</sub>C。

铸锭铸态组织中主要元素的偏析情况如表 3 所示。C、Cr、Mn、Fe、W 的 K 值大于 1, 为正偏析元素; Ni 的 K 值小于 1, 为负偏析元素。从元素偏析比可以看出, 合金中偏析最严重的元素为 Mn 元素和 Cr 元素。由于 Mn 元素在合金中的含量很少 (<1%), 对合金性能影响不是很大, 因此在制定合金均匀化工艺的过程中应该主要考虑让 Cr 元素扩散均匀。

#### 2.1.2 热力学模拟计算

将 GH5188 合金的化学成分作为 Thermo-Calc 软件的输入条件, 根据相图计算结果, 可得到可能析出的平衡相, 并揭示各析出相的析出规律(图 2)。

由图 2 可知, 合金基体相为 γ 相, 主要析出相为 M<sub>6</sub>C 和 M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> 相。M<sub>6</sub>C 开始析出温度为 1252 °C, M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> 的开始析出温度为 1175 °C, 且 M<sub>6</sub>C 有着更高的相比例, 因此该合金的一次碳化物应该为 M<sub>6</sub>C 相。同时, 合金的初熔点在 1300 °C 左右, 因此在进行均匀化处理的时候, 温度应该低于 1300 °C。

利用 Thermo-Calc 软件计算 GH5188 合金非平衡凝固过程, 得到相的析出情况和元素再分配规律。Thermo-Calc 的非平衡凝固计算是基于 Scheil-Gulliver 凝固模型, 即认为在合金的凝固过程中, 各元素在固相里完全不扩散, 而在液相里完全扩散, 凝固过程的凝固路径和元素再分配规律模拟计算结果见图 3。从图 3a 可以看出, 典型成分的 GH5188 合金的凝固温度范围为 1383~1235 °C, 合金从液相开始冷却, 首先凝固结晶出 γ 相。当温度下降到 1289 °C 时, M<sub>6</sub>C 相

表 3 铸态组织枝晶干和枝晶间的化学成分

Table 3 Dendritic and interdendritic chemical composition of

as-cast microstructure (ω%)							
	C	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	W
Dendrite	1.48	16.89	0.14	1.41	38.13	29.74	12.19
Interdendrite	1.73	19.76	0.38	1.57	34.95	28.36	13.25

<i>K</i>	1.17	1.17	2.69	1.11	0.92	0.95	1.09
----------	------	------	------	------	------	------	------

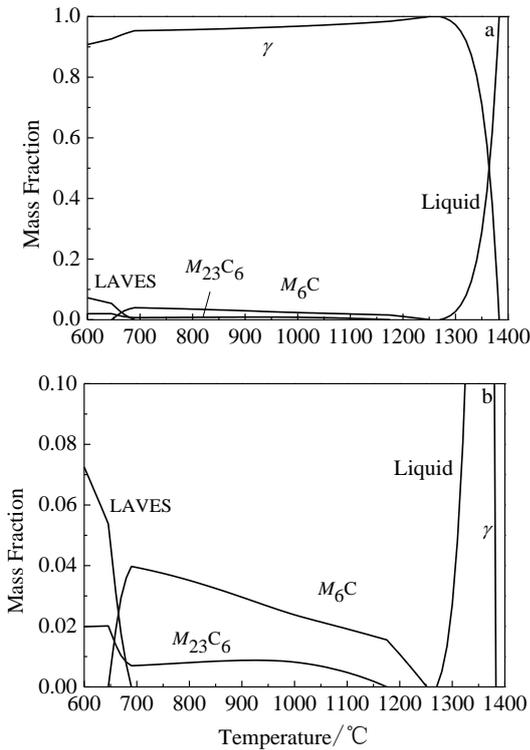


图 2 GH5188 合金平衡相图及局部放大图

Fig.2 Equilibrium phase diagram of GH5188 alloys (a) and its partial magnification (b)

开始与  $\gamma$  相一起析出。温度继续下降到 1265 °C 时,  $M_{23}C_6$  相、 $\gamma$  相和  $M_6C$  相同时析出。2 种碳化物析出温度较低, 故一次碳化物在枝晶间和晶界处析出较多, 且可能存在着伪共晶组织。图 3b 给出了 GH5188 合金凝固过程的元素再分配规律, 可以看出, Cr 和 W 元素为正偏析元素, 主要在基体的枝晶间富集; 而 Ni 元素为负偏析元素, 主要在基体的枝晶干富集。铸锭组织中相析出情况和元素偏析情况, 与 Thermo-Calc 模拟计算结果吻合。因此, 在制定 GH5188 合金的均匀化和热处理制度时, 应该重点考虑合金中 Ni, Cr 和 W 的元素偏析问题。

### 2.1.3 均匀化工艺研究

偏析指数  $\delta$  与均匀化时间  $t$  之间的关系表达式如下:

$$\delta = \frac{C_{\max} - C_{\min}}{C_{0\max} - C_{0\min}} = \exp\left(-\frac{4\pi^2}{L^2} Dt\right) \quad (1)$$

式中,  $C_{\max}$ 、 $C_{\min}$  分别表示在均匀化处理后偏析元素的最高浓度和最低浓度;  $D$  为偏析元素的扩散系数。 $L$  为枝晶间距, 铸锭心部组织一次枝晶轴间距。

目标偏析元素在某一温度下的扩散系数  $D$ , 可以用如下公式表示:

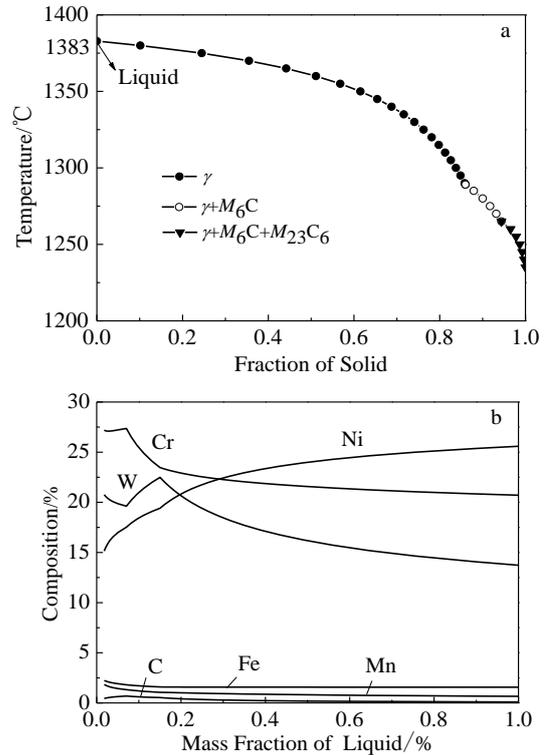


图 3 GH5188 合金非平衡凝固路径与元素再分配规律

Fig.3 Calculated results of solidification path (a) and element redistribution (b) during solidification process

$$D = D_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (2)$$

式中,  $Q$  为元素扩散激活能;  $D_0$  为扩散常数;  $T$  为温度。运用 DICTRA 以及相应的数据库可计算得到 Cr 元素在 GH5188 合金中, 扩散常数  $D_0=2.7561 \times 10^{-4} \text{ m}^2/\text{s}$ , 激活能  $Q=286.48 \text{ kJ/mol}$ 。

根据式(1), 绘制 Cr 元素的偏析指数在不同温度下随保温时间的变化的理论计算曲线如图 4 所示。从分析可以得知, 对于 Cr 元素来说, 分别在 1220、1200、1180、1160 和 1140 °C 下分别只需要保温 9、12、16、19 和 26 h 就可以使元素偏析指数降到 0.2 以下。为了验证理论计算的可行性, 也为了进一步实验分析 GH5188 合金铸锭的均匀化过程元素的偏析规律, 设定了均匀化实验方案: 温度从 1140 °C 至 1220 °C, 保温时间从 10 h 到 30 h。

铸态组织在不同温度下保温 10 h 后, 枝晶开始退化, 但退化并不显著, 保温温度分别在 1140、1180 °C 时, 枝晶组织依然明显(图 5a、5b)。随着保温温度的升高, 枝晶形貌逐渐模糊, 边缘逐渐消失。在 1220 °C

时, 枝晶得到了比较完全的退化, 枝晶干模糊, 枝晶干和枝晶间开始有融合的趋势 (图 5c)。另外, 相比

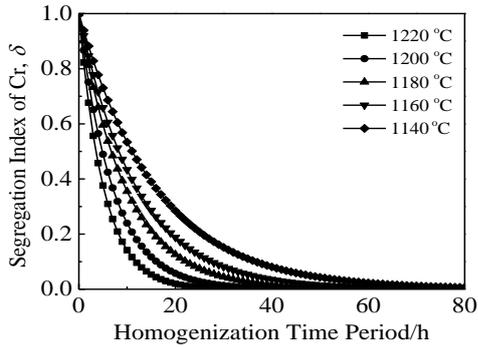


图 4 在不同温度下均匀化 Cr 元素偏析指数随保温时间的变化的理论值

Fig.4 Theoretical relationship between the segregation index of Cr ( $\delta$ ) in GH5188 and the homogenization time period at

different temperatures

于原始铸态组织, 随着保温温度的升高, 枝晶间的碳化物先增多后减少, 保温温度在 1140、1160 °C 时, 枝晶间有大量二次碳化物析出, 1180 °C 时, 二次碳化物基本溶解。这是由于在 1140、1160 °C 均匀化扩散退火保温 10 h, 温度较低、时间较短, Cr、W 等碳化物形成元素未能扩散均匀, 退火过程形成碳化物在枝晶间大量析出。

在 1220 °C 下保温, 虽然枝晶退化较完全, 但样品内部出现了较多的孔洞, 这可能是由于基体与析出相的膨胀系数不同, 导致加热到 1220 °C 后基体强度下降, 发生塑性变形释放内应力, 而碳化物回溶留下孔洞。所以在本实验中较为合适的均匀化温度为 1200 °C。铸锭心部试样在 1200 °C 保温 10、20、30 h 的组织如图 6 所示。

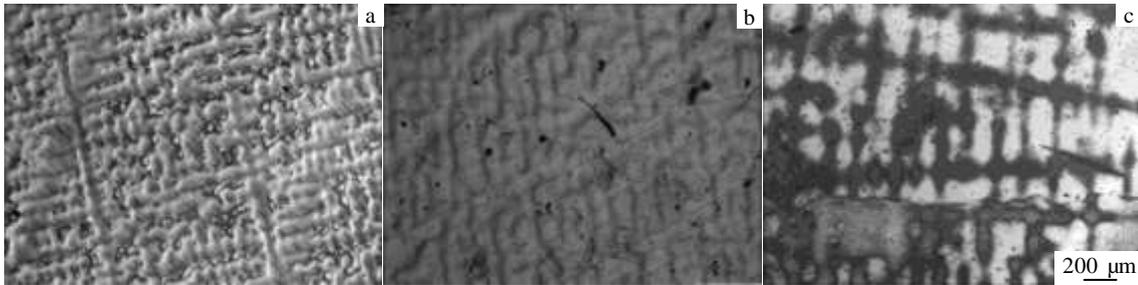


图 5 GH5188 合金经不同温度均匀化 10 h 后的枝晶形貌

Fig.5 Dendrite morphologies of GH5188 alloy after homogenization for 10 h at various temperatures: (a) 1140 °C, (b) 1180 °C, and (c) 1220 °C

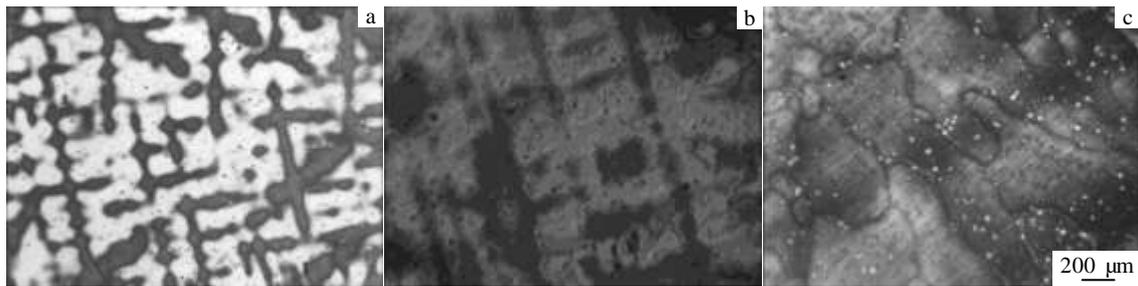


图 6 GH5188 合金在 1200 °C 保温不同时间的枝晶形貌

Fig.6 Dendrite morphologies of GH5188 alloy after homogenization at 1200 °C for different time: (a) 10 h, (b) 20 h, and (c) 30 h

表 4 1200 °C 均匀化保温不同时间后 Cr 元素的偏析情况

Table 4 Segregation coefficient ( $K$ ) and segregation index ( $\delta$ ) of Cr after homogenization at 1200 °C for different time

Holding time/h	Dendrite/%	Interdendrite/%	$K$	$\delta$
10	22.15	22.69	1.02	0.21
20	21.26	21.45	1.01	0.07

30 21.46 21.14 0.97 -0.12

1200 °C 保温 20 h 以后, 基本看不到枝晶组织。保温 30 h 时, 相比保温 20 h 组织更为均匀。但由于保温时间过长, 样品内部出现了比较多的孔洞。GH5188 合金铸锭在 1200 °C 均匀化保温 10、20、30 h 后 Cr 元素的偏析情况如表 4 所示。

把实测数据与理论计算结果进行比较，结果如图 7 所示。从图 7 可以看出，Cr 元素偏析指数在 1200 °C

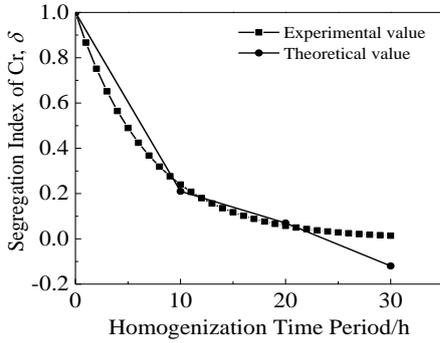


图 7 1200 °C 均匀化后 Cr 元素的偏析指数理论值与实验值  
Fig.7 Experimental and theoretical δ of Cr after homogenization at 1200 °C

下随时间的变化的理论计算值和实验值趋势基本吻合。因此， DICTRA 软件的理论计算对设计合金的均匀化工艺有一定的参考价值。

在 1200 °C 保温 20 h 后，偏析程度最大的 Cr 元素，其偏析指数 δ 降低到 0.2 以下，偏析基本消除。所以在本实验中较适合的均匀化工艺为 1200 °C 保温 20 h。

### 2.2 热轧态组织

图 8 是热轧板 RD-ND 面的组织形貌以及析出相的成分分析结果。从图 8a 可以看出，热轧后的晶粒细小，且有大量第二相，多沿着轧制方向线型平行排列。晶粒沿轧制方向被拉长，有大量的颗粒状与薄膜状析出相沿着晶界分布。通过 EDS 能谱分析发现，晶内与晶界上块状和颗粒状析出相为富 W 的 M<sub>6</sub>C 型碳化物，而晶界上少量呈细小薄膜状、片状的析出相为富 Cr

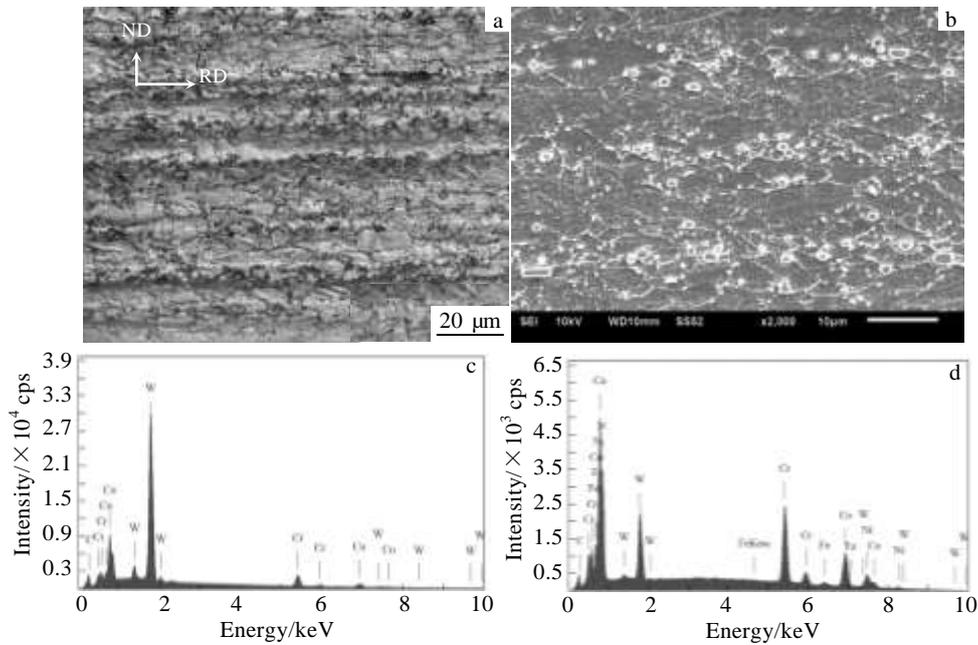


图 8 GH5188 合金热轧态组织

Fig.8 Hot-rolled microstructures of GH5188 alloy: (a) OM image, (b) SEM image, (c) EDS spectrum of massive phase, and (d) EDS spectrum of fine platelet phase on grain boundaries

的 M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> 型碳化物 (图 8c、8d)。其中，部分较大块状的 M<sub>6</sub>C 受轧制力作用，沿轧制方向被压扁，呈长条状。由于碳化物多在晶界与位错处形核，一方面晶粒在动态回复再结晶过程受轧制力作用，沿轧向被一定程度拉长，沿轧向的晶界比例增大；另一方面在有的晶粒内滑移带上的位错会受到已有碳化物的的钉扎作用<sup>[5]</sup>，这导致了碳化物析出相沿热轧方向平行排列。

### 2.3 冷轧态组织及退火工艺研究

#### 2.3.1 冷轧态组织

冷轧态晶粒延伸度随轧下率的增大而增大，当轧下率较大时，轧制态的晶界模糊不清，晶粒扭曲变形严重。0.5 mm 厚冷轧试样 (轧下率 29%) 晶粒呈扁平状，由于变形不均匀而出现混晶组织，既有被拉长的大晶粒，也有较为细小的晶粒 (图 9a)。在扫描电镜下观察，碳化物沿着晶界不连续分布，基体内离散分

布。 $M_6C$  从定量来说, 在晶内和晶界都是主要析出相, 并且发现晶界上存在孔洞, 沿轧制方向存在线型孔缝 (图 9b)。这是因为在轧制力作用下, 析出相会沿轧制方向呈链状分布, 析出相与基体在应力下的应变不协调而出现孔洞。另外析出相与基体存在电位差, 在

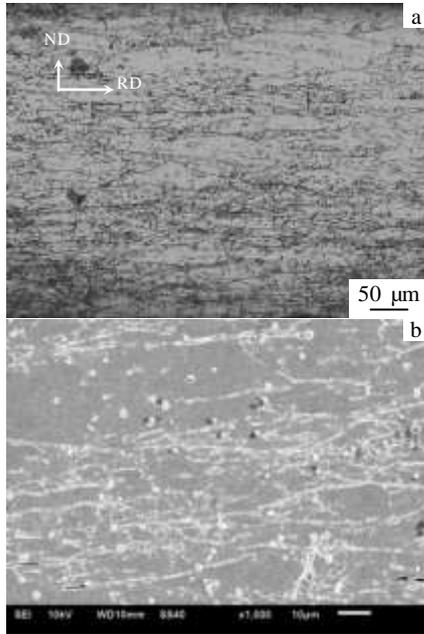


图 9 GH5188 合金冷轧态组织

Fig.9 Cold-rolled microstructures of GH5188: (a) OM image and (b) SEM image

浸蚀过程中析出相与基体界面易腐蚀过度, 从而使析

出相脱落, 也会留下孔洞。

### 2.3.2 中间退火工艺研究

为研究中间退火热处理对组织的影响, 对冷轧带材 (轧下率 29%) 分别经过 4 种不同退火热处理后的退火态组织进行观察, 图 10 是退火后试样 RD-ND 面晶粒与析出相的光学金相照片和扫描电镜照片。

当退火温度为 1080 和 1100 °C 时, 合金的晶粒为非常细小的等轴晶, 没有出现原始轧制态组织拉长的晶粒 (图 10a), 这表明晶粒发生了再结晶。而且 2 种温度退火后的晶粒大小基本一致, 晶粒并没有随着温度的升高而有明显长大。当退火温度高于 1170 °C 时, 组织晶粒迅速长大, 且在晶粒内部发现了大量孪晶条带 (图 10b, 10c), 为退火孪晶。

从图 10d~10f 可看出, 退火温度对再结晶晶粒长大过程的影响主要通过影响析出相的析出回溶行为来控制。 $M_6C$  为一次碳化物,  $M_{23}C_6$  为二次碳化物,  $M_{23}C_6$  的完全回溶温度接近 1170 °C, 这与平衡相图计算结果相符。图 11 是经过 1100 °C 退火后的晶界上  $M_{23}C_6$  型碳化物的析出情况。可以看出, 因退火温度较低, 故碳化物数量多, 仍有稠密的二次碳化物弥散分布在晶界附近, 钉扎晶界, 使晶粒细化, 导致高温拉伸强度下降; 同时, 碳化物与晶界阻碍位错运动, 冷加工变得困难。若退火温度过高, 则晶粒容易异常长大。因此, 为了获得适当的冷热加工性能和室温及高温力学性能, 需要采用合适的热处理温度。

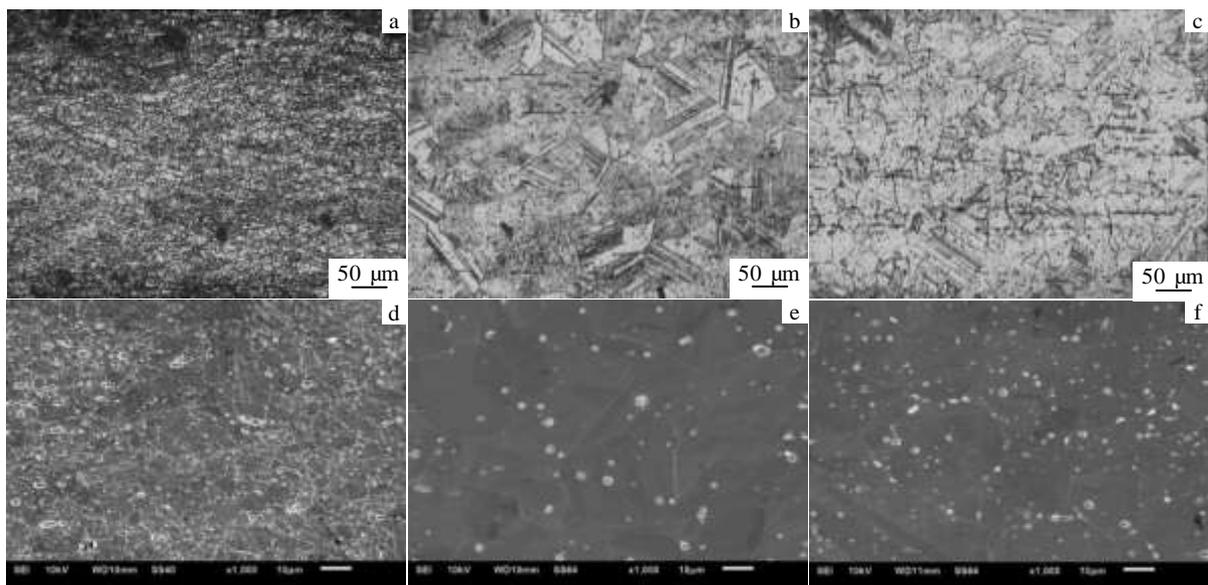


图 10 不同退火温度下冷轧态 GH5188 合金的显微组织

Fig.10 Microstructures of OM (a~c) and SEM (d~f) for cold-rolled GH5188 at various annealing temperatures: (a, d) 1080 °C, (b, e) annealing at 1080 °C and gas quenching at 1170 °C, and (c, f) 1230 °C

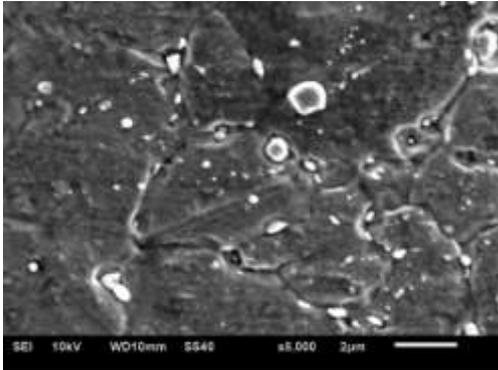
图 11 冷轧态合金 1100 °C 退火后晶界上的  $M_{23}C_6$  型碳化物

Fig.11  $M_{23}C_6$  carbide at the grain boundaries of cold-rolled alloy after annealing at 1100 °C

### 3 结 论

1) GH5188 合金的主要相组成为奥氏体基体( $\gamma$ 相)、富 W 的  $M_6C$  一次碳化物和富 Cr 的  $M_{23}C_6$  二次碳化物。铸态组织中, Cr 和 W 为正偏析元素, Ni 为负偏析元素, Cr 为最主要的偏析元素。最佳的均匀化方案为 1200 °C/20 h。

2) 热轧过程组织发生动态再结晶, 晶粒细小且有大量第二相析出, 多沿着轧制方向线型平行排列。晶

粒沿轧制方向被拉长, 有大量的颗粒状  $M_6C$  与薄膜状  $M_{23}C_6$  沿着晶界分布。

3) 当冷轧轧下率较大时, 晶粒扭曲变形严重, 颗粒状碳化物沿晶界不连续分布、基体内离散分布,  $M_6C$  为主要析出相。当退火温度高于 1170 °C 时, 晶界处的二次碳化物基本回溶, 再结晶晶粒能够正常长大。

### 参考文献 References

- [1] Wu Yunshu(吴云书), Xu Changgan(许昌淦), Qian Yourong(钱友荣) *et al.* *Modern Engineering Alloys*(现代工程合金)[M]. Beijing: National Defend Industry Press, 1983: 155
- [2] Li Wei(李伟), Niu Jianke(牛建科). *Special Steel Technology*(特钢技术)[J], 2005, 9(4): 10
- [3] Huang Qian Yao(黄乾尧), Li Hankang(李汉康), Chen Guoliang(陈国良) *et al.* *Superalloy*(高温合金)[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2000: 146
- [4] Meng Zhaobin(蒙肇斌), Zeng Bingsheng(曾炳胜), Wang Zhigang(王志刚). *Journal of Iron and Steel Research*(钢铁研究学报)[J], 1999, 11(3): 30
- [5] Rao K B S, Castelli M G, Allen G P *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1997, 28(2): 347
- [6] Li Youlin(李友林), Yuan Chao(袁超), Guo Jianting(郭建亭). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2006, 42(10): 1056

## Microstructure Characteristics and Microstructure Evolution during Hot and Cold Working Process of GH5188 Superalloy

Gao Yawei<sup>1</sup>, Dong Jianxin<sup>1</sup>, Yao Zhihao<sup>1</sup>, Zhang Maicang<sup>1</sup>, Niu Yongji<sup>2</sup>

(1. University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

(2. Beijing Beiye Functional Materials Corporation, Beijing 100192, China)

**Abstract:** In order to provide theoretical guidance for production process control and products performance optimization, the microstructure evolution and heat treatment in the production process of GH5188 cobalt-base superalloy were investigated by SEM, EDS and Thermo-Calc software. The result indicates that the main phases of GH5188 alloy include  $\gamma$ ,  $M_6C$  and  $M_{23}C_6$ . The 1200 °C/20 h homogenization could reduce segregation of as-cast microstructure. Hot-rolled microstructure has a fine grain size, and a large number of aligned carbides precipitating along the rolling direction. In the cold-rolled microstructure with serious grain deformation, granular  $M_6C$  is found to be the predominant phase. When the annealing temperature is higher than 1170 °C, secondary carbides at the grain boundaries dissolve back into  $\gamma$  and recrystallized grain can grow in normal way.

**Key words:** GH5188; microstructure characteristics; microstructure evolution; heat treatment process

